

# Сверхпластичность микрокристаллического алюминий-литиевого сплава при кручении

© В.В. Шпейзман, М.М. Мышляев<sup>\*,\*\*</sup>, М.М. Камалов<sup>\*\*</sup>, М.М. Мышляева<sup>\*\*</sup>

Физико-технический институт им. А.Ф. Иоффе Российской академии наук,  
194021 Санкт-Петербург, Россия

\* Институт металлургии и материаловедения им. А.А. Байкова Российской академии наук,  
119991 Москва, Россия

\*\* Институт физики твердого тела Российской академии наук,  
142432 Черноголовка, Московская обл., Россия

E-mail: shpeizm.v@mail.ioffe.ru, myshlyae@issp.ac.ru

(Поступила в Редакцию 19 марта 2003 г.)

Исследована деформация алюминий-литиевого сплава при кручении в области температур 523–673 К при угловых скоростях 0.322 и 0.0322 rad/s. Обнаружено, что величина сдвиговой деформации  $\gamma$ , предшествующей разрушению, тем больше, чем меньше скорость деформации, а ее температурная зависимость имеет максимум при 553 К ( $\gamma \approx 30$ ). На зависимости крутящего момента от угла поворота (кривой деформации) практически сразу после начального скачка нагрузки наблюдается участок разупрочнения, который для всех температур, кроме близких к 673 К, сменяется упрочнением или участком с постоянным моментом. Проанализировано распределение напряжений по сечению и построена зависимость скорости сдвиговой деформации  $\dot{\gamma}$  от напряжения  $\tau$  и температуры  $T$  вида  $\dot{\gamma} \sim \tau^n \exp(-U/kT)$ . Результаты сравниваются с полученными ранее при растяжении образцов этого сплава.

Работа выполнена при частичной финансовой поддержке Российского фонда фундаментальных исследований (проекты № 01-02-16505 и 02-02-81021) и МПНТ РФ в рамках программы по твердотельным наноструктурам.

В последнее время повышенный интерес исследователей вызывает сверхпластичность микрокристаллических материалов, полученных, в частности, методом равноканального углового прессования (РКУ-прессования) [1–6]. Изучались титановый сплав [1], разнообразные алюминиевые сплавы [2–5], латунь [6] при одноосном растяжении с постоянной скоростью и при постоянной температуре. Скорость деформации была достаточно высокой и варьировалась в упомянутых работах от  $10^{-3}$  до  $10^{-1} \text{ s}^{-1}$ . Максимальные деформации, которые были достигнуты к моменту разрушения, составляли 575% на сплаве Ti-6Al-4V [1], 1220 [2] и 1900% [4,5] на сплавах Al-Li различного состава, 2280% на сплаве Al-3Mg-0.2Sc [3], 640% на латуни Cu-40Zn [6]. Известно, однако, что при кручении можно достичь значительно более высоких деформаций, чем при растяжении [7–10]. Недостатком испытаний на кручение в области больших деформаций сплошных цилиндрических образцов является невозможность точного расчета напряженного состояния на различном расстоянии от оси кручения. Испытания же тонкостенных трубчатых образцов, для которых напряжения в сечении считаются постоянными, возможны только до сравнительно небольших деформаций, так как при дальнейшем деформировании образцы теряют устойчивость. В [7–10] анализ напряженно-деформированного состояния при кручении проводился в предположении независимости касательных напряжений в сечении, перпендикулярном оси образца, от расстояния до этой оси. Основанием для этого было наличие достаточно протяженного стационарного

участка деформирования как в условиях ползучести, так и при растяжении с постоянной скоростью [7–10]. Это означает, что деформирование происходит в условиях постоянства структуры, т.е. без упрочнения и разупрочнения. В настоящей работе сделана попытка проанализировать напряженное состояние при кручении сплошных цилиндрических образцов в области сверхпластичности и получена зависимость скорости сдвиговой деформации от напряжений течения и температуры.

## 1. Методика эксперимента

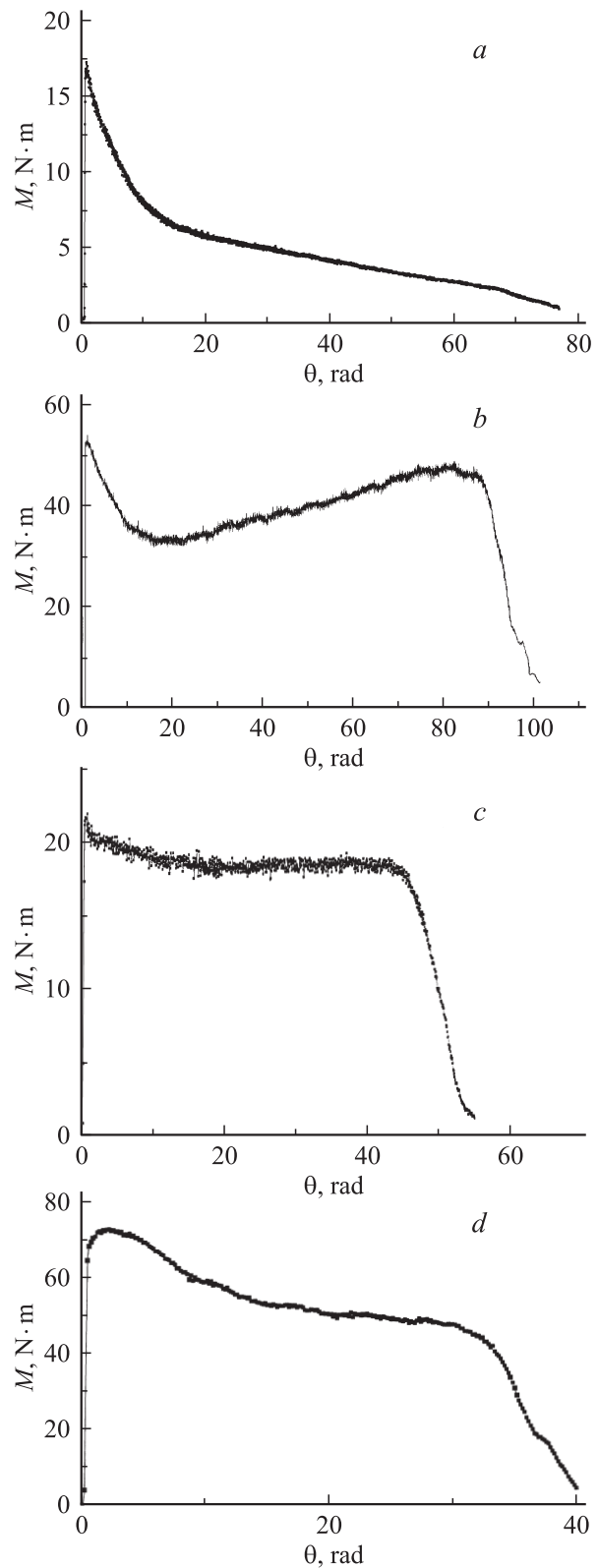
Опыты проводились на алюминий-литиевом сплаве следующего состава (wt.%): Mg — 5.5, Li — 2.2, Zr — 0.12, Al — остальное. Заготовками для РКУ-прессования служили прутки диаметром 15 и длиной 80 mm, вырезанные из горячекатаной плиты с рекристаллизованной структурой с зернами размером около 20  $\mu\text{m}$ . Заготовки были закалены от 743 К в воду и затем подвергнуты десятикратному РКУ-прессованию на воздухе при 643 К [11] с поворотом прутка на 90° после каждого прохода по методу [12]. Средний размер зерна после РКУ-прессования составлял примерно 2  $\mu\text{m}$ . Внутри зерен наблюдались субзерна, дислокационные ячейки и сплетения, отдельные дислокации. Наблюдались также выделения фазы  $\text{Al}_2\text{LiMg}$  и частицы фазы  $\delta'$  ( $\text{Al}_3\text{Li}$ ) как внутри зерен, так и на их границах.

Из РКУ-прессованных прутков изготавливались образцы для испытаний на кручение с осью, совпадающей с осью прутка, и цилиндрической рабочей частью

диаметром 3 и длиной 5 mm. Головки образца имели квадратное сечение  $5 \times 5$  mm. Для испытаний на кручение была сконструирована специальная установка, в которой скорость вращения подвижного захвата задавалась электромотором с редуктором. Измерителем силы (крутящего момента) служил стандартный датчик Instron с пределом измерений 10 N, сигнал от которого обрабатывался контроллером испытательной машины Instron и записывался на диск персонального компьютера. Ошибки в определении величины скорости деформации (скорости кручения) и крутящего момента составляли 2.5 и 1% соответственно. В ходе испытания температура поддерживалась постоянной с погрешностью  $\pm 3$  K. Исследования проводились в температурном интервале 523–673 K при скоростях кручения (изменения угла поворота подвижной головки образца относительно неподвижной) 0.322 и 0.0322 rad/s.

## 2. Результаты опытов и их обсуждение

2.1. Диаграммы кручения в условиях сверхпластичности. На рис. 1 приведены типичные зависимости крутящего момента  $M$  от угла поворота  $\theta$  для различных температур и скоростей деформации. Для всех кривых наблюдается начальный (очень короткий по сравнению с длиной всей диаграммы) участок упрочнения. Общим также является последующий переход к стадии разупрочнения. Чем выше температура и ниже скорость деформации, тем более резким становится этот переход, а сама стадия упрочнения сокращается. Для большинства диаграмм она с разрешением по времени  $10^{-2}$  s неотличима от квазиупругого участка диаграммы, наклон которого определяется жесткостью нагружающего устройства и датчика силы (рис. 1, *a-c*). Только при высокой скорости кручения и температурах, близких к нижней границе исследуемого интервала, можно наблюдать плавный переход от стадии упрочнения к разупрочнению (рис. 1, *d*). При низких температурах и малой скорости деформирования разупрочнение сменяется упрочнением (рис. 1, *b*). По мере увеличения температуры или скорости кручения этот участок становится все менее выраженным, превращаясь в горизонтальную линию (рис. 1, *c*), затем крутящий момент убывает с ростом угла поворота со скоростью (наклоном), меньшей, чем на предыдущем участке (рис. 1, *a*). Во всех случаях деформация заканчивается разрушением образца (срезом по плоскости, перпендикулярной его оси). Величина угловой деформации, предшествующей разрушению, тем больше, чем меньше скорость деформирования, а ее температурная зависимость имеет максимум  $\theta_f \approx 100$  rad (что соответствует сдвигу на поверхности  $\gamma_f \approx 30$ ) при 553 K (см. таблицу). Заметим, что эта величина более чем в 3 раза превышает сдвиговую деформацию этого же материала при растяжении [4,5].



**Рис. 1.** Зависимость крутящего момента  $M$  от угла поворота  $\theta$  при  $T = 673$  (*a, c*) и  $553$  K (*b, d*) и скорости кручения 0.0322 (*a, b*) и 0.322 rad/s (*c, d*).

Угловая деформация к моменту разрушения  $\theta$  при различных температурах и скоростях кручения  $\dot{\theta}_1 = 0.0322$  и  $\dot{\theta}_2 = 0.322 \text{ rad/s}$

T, K	$\theta, \text{rad}$	
	при $\dot{\theta}_1$	при $\dot{\theta}_2$
523	69	–
553	100	40
588	90	–
613	90	50
643	76	50
663	75	55
673	70	52

Как отмечалось выше, расчет сдвиговых (касательных) напряжений и величины сдвига при кручении сплошного цилиндра в области больших деформаций является сложной задачей. Использование гипотезы плоских сечений и предположения о линейном увеличении сдвига с расстоянием от оси кручения (радиусы остаются прямыми) приводит к выводу о том, что в области разупрочнения наиболее напряженными становятся не наружные, а внутренние слои образца. Это соответствует условиям, при которых в формуле для касательных напряжений  $\tau_a$  во внешних слоях образца [13]

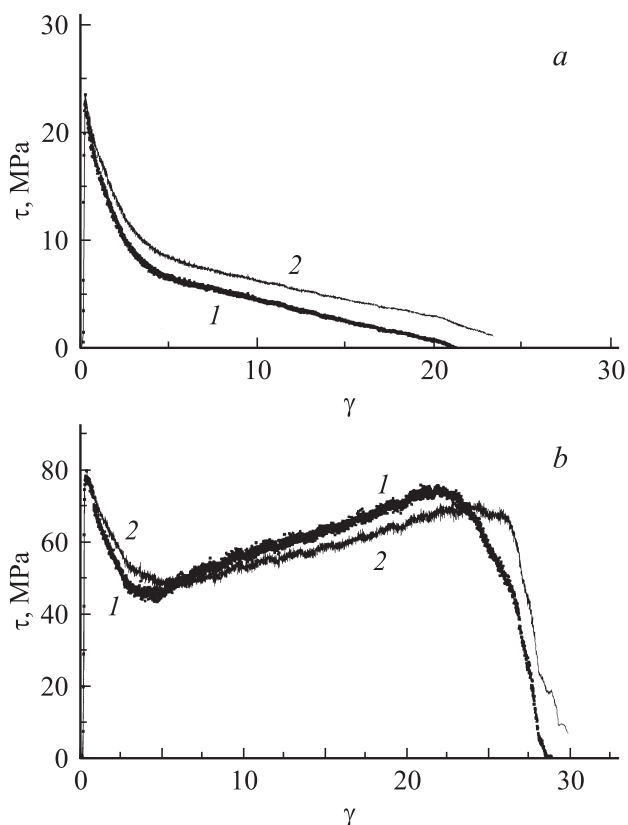
$$\tau_a = \frac{1}{2\pi a^3} \left( 3M + \theta \frac{dM}{d\theta} \right) \quad (1)$$

(где  $a$  — радиус образца)  $dM/d\theta$  становится отрицательной величиной. При этом оказывается, что  $\tau_a < \tau_m$ , где  $\tau_m = 3M/2\pi a^3$ , т.е. напряжение на поверхности меньше величины напряжений, соответствующей „идеально пластическому“ кручению, при котором напряжения в сечении не зависят от расстояния до оси (см. рис. 2, *a, b*, где приведены  $\tau_m$  и  $\tau_a$  для диаграмм кручения, показанных на рис. 1, *a, b*). Поскольку момент, создаваемый напряжениями, должен быть равен приложенному моменту, при некоторых  $r < a$ , когда справедливо неравенство  $\tau_a < \tau_m$ , должно выполняться  $\tau_r > \tau_a$ . При построении рис. 2, *a, b* расчет  $\tau_a$  проводился по формуле (1) для всей области изменения  $\theta$ , кроме начального участка упрочнения, где принималось  $\tau_a = \tau_m$ , поскольку, как уже указывалось, наклон диаграммы в этой области определяется жесткостью нагружающего устройства и использование (1) в ней привело бы к неоправданному завышению напряжений.

В заключение краткого анализа диаграмм кручения и расчета напряжений отметим, что они могут рассматриваться лишь как первое приближение. В основе использованного расчета лежат предположения, которые при больших деформациях не всегда оправдываются. Измерения, проведенные в настоящей работе, показывают, что диаметр и длина рабочей части образца при больших углах закручивания не остаются постоянными. Так, для образца, диаграмма кручения которого показана

на рис. 1, *a*, увеличение диаметра к моменту разрушения составило 10%. Если предположить, что увеличение диаметра происходит, в частности, и на участке упрочнения (рис. 1, *b*), то это примерно втрое уменьшает величину эффекта и приближает диаграмму к виду, рассчитанному по данным рис. 1, *c*. Существенно также, что увеличение диаметра и уменьшение длины образца не соответствуют принятой схеме расчета напряжений, основанной на гипотезе плоских сечений. В ранних работах по кручению отмечалось, что при малых углах закручивания образец удлиняется [14]. Возможно, образец при кручении можно уподобить пружине, которую вначале закручивают (она удлиняется), а затем раскручивают (пружина укорачивается).

Несмотря на отмеченную выше приближенность расчета напряжений, вывод о том, что при больших деформациях кручения наиболее напряженными могут являться не периферийные области, а, наоборот, наиболее близкие к оси кручения, представляется физически оправданным. Действительно, если считать, что величина деформации пропорциональна расстоянию до оси образца, то на участке разупрочнения действующие сдвиговые напряжения должны быть тем меньше, чем больше величина деформации.



**Рис. 2.** Кривые деформации при кручении в координатах касательные напряжения  $\tau$  — сдвиг  $\gamma$  для условий кручения, соответствующих рис. 1, *a, b*. 1 — расчет по формуле (1), 2 — для случая отсутствия зависимости напряжений от радиуса.

2.2. Зависимость скорости деформации от напряжения и температуры. Деформация при повышенных температурах описывается, как правило, степенной зависимостью скорости деформации от напряжений [4,9,15]. Для скорости сдвиговой деформации  $\dot{\gamma}$  и касательных напряжений  $\tau$  она имеет вид

$$\dot{\gamma} = A(\tau/\tau_0)^n \exp(-U/kT), \quad (2)$$

где введенное из соображений размерности  $\tau_0 = 1$  МПа, если  $\tau$  выражено в МПа;  $U$  — энергия активации пластической деформации; коэффициент  $A \sim T^{-1}$ . Как показали наши оценки, в исследованном в работе интервале температур при полученных экспериментально изменениях напряжений  $\Delta\tau$  с температурой вклад в  $\Delta\tau$  от множителя  $T^{-1}$  при постоянной  $\dot{\gamma}$  составляет не более 1.5% от вклада экспоненты (это следует из сравнения величин  $\ln T$  и  $Un/kT$  для минимальной и максимальной температур опыта). Малая роль множителя  $T^{-1}$  в определении величины энергии активации в (2) отмечалась также в [4]. Поэтому для определения  $n$  и  $U$  можно использовать зависимости  $\tau(T^{-1})$ , полученные для двух скоростей кручения. В качестве напряжений  $\tau$  рассмотрены напряжения  $\tau_1$ , соответствующие переходу от начального упрочнения к разупрочнению (малые деформации), и  $\tau_2$  — напряжения течения при заданном сдвиге  $\gamma = 10$ .

На рис. 3,а приведены зависимости  $\tau_1(T^{-1})$  для двух скоростей испытаний, которые в полулогарифмических координатах можно аппроксимировать прямыми  $\tau_1 = \tau_0 \exp(-2.17 + 3600/T)$  для  $\dot{\gamma} = 10^{-1} \text{ s}^{-1}$  и  $\tau_1 = 1.76\tau_0 \exp(-2.17 + 3600/T)$  для  $\dot{\gamma} = 10^{-2} \text{ s}^{-1}$ . Данные рис. 3,б дают  $\tau_2 = \tau_0 \exp(-4.8 + 4800/T)$  и  $\tau_2 = 2.8\tau_0 \exp(-4.8 + 4800/T)$  для тех же скоростей соответственно. Из рис. 3,б видно также, что данные для наибольшей температуры опыта 673 К и малой скорости деформирования отличаются от остального массива данных в сторону уменьшения напряжений течения, что, по-видимому, связано с изменением структуры при длительном действии повышенной температуры.

Значения  $n$  и  $U$  можно получить, используя параметры приведенных выше зависимостей. Натуральные логарифмы коэффициентов 1.76 и 2.8 численно равны  $\ln 10/n$ , откуда следует, что для малых деформаций  $n = 4.07$ , а для больших деформаций  $n = 2.24$ . Множители перед  $1/T$  в формулах для  $\tau_1$  и  $\tau_2$  дают для начальной стадии деформации значение энергии активации  $U = 1.28 \text{ eV}$ , а для большой деформации  $U = 0.94 \text{ eV}$ . Величина  $n$ , полученная для больших деформаций, близка к приведенной в [4] для случая растяжения этого материала, является типичной для сверхпластической деформации и соответствует коэффициенту скоростной чувствительности напряжений  $m = 1/n = 0.45$ . Высокая величина  $n$ , близкая к 4, обычно характерна для области малых деформаций или повышенных температур [16], что, возможно, является причиной ее проявления на начальной стадии деформации. Значение  $U = 1.28 \text{ eV}$  согласуется

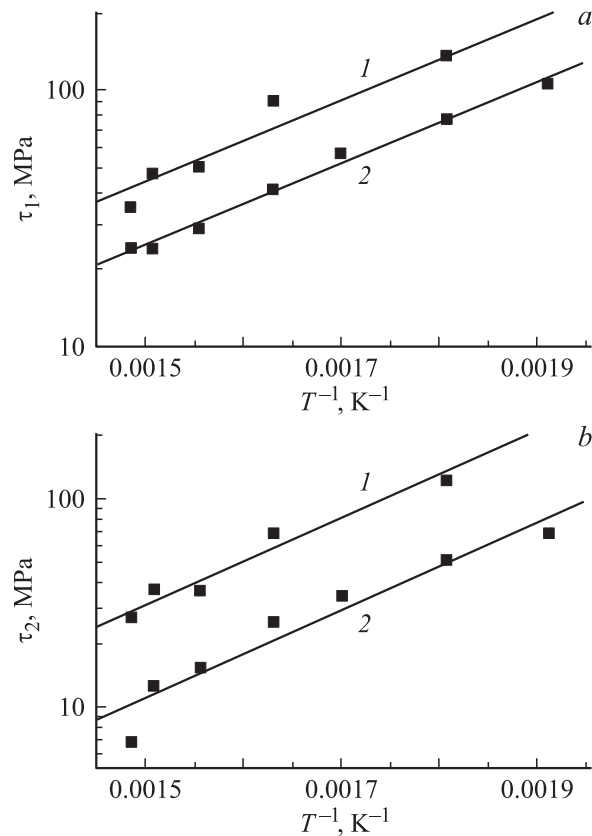


Рис. 3. Зависимость напряжений, соответствующих переходу от стадии упрочнения к разупрочнению (а), и напряжений течения для  $\gamma = 10$  (б) от обратной температуры для скоростей деформации  $10^{-1}$  (1) и  $10^{-2} \text{ s}^{-1}$  (2).

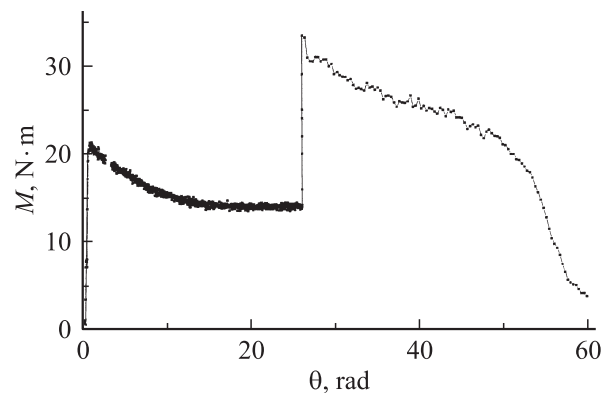


Рис. 4. Диаграмма кручения. При  $\theta = 27 \text{ rad}$  скорость деформирования скачком увеличивается от 0.0322 до 0.322 rad/s.  $T = 643 \text{ K}$ .

с энергией активации, измеренной при кручении образцов алюминия и его сплавов с обычным размером зерна (порядка  $50 \mu\text{m}$  и более), а величина  $U = 0.94 \text{ eV}$  близка к полученной при растяжении микрокристаллических образцов этого сплава [4].

Для большей достоверности оценки значений  $n$  и  $U$  в области больших деформаций были проведены опы-

ты по их определению методом скачка температуры и скорости кручения. Пример диаграммы кручения со скачком скорости деформирования в области больших деформаций приведен на рис. 4. Расчеты  $n$  и  $U$  по этой методике дают значения, близкие к приведенным выше ( $n = 2.37$  и  $U = 1.01$  eV).

Таким образом, в настоящей работе показано, что образцы Al–Li-сплава, претерпевшие РКУ-прессование, обладают сверхпластичностью при кручении в области повышенных температур. На диаграммах кручения после короткого участка упрочнения наблюдается участок разупрочнения, на котором наиболее напряженными становятся не периферийные, а внутренние слои образца. Сравнение с данными для растяжения образцов с такой же структурой показывает, что при кручении достигаются более высокие сдвиговые деформации, чем при растяжении. Интервал проявления сверхпластичности при кручении смещен в сторону меньших температур. Следует заметить, что напряжения, необходимые для достижения предельных деформаций при кручении, выше, чем такие напряжения при растяжении. Что касается механизма сверхпластической деформации, то, по видимому, он одинаков при деформировании растяжением и кручением.

## Список литературы

- [1] A.V. Sergueeva, V.V. Stolyarov, R.Z. Valiev, A.K. Mukherjee. *Scripta Mater.* **43**, 9, 819 (2000).
- [2] А.М. Шаммазов, Н.К. Цнев, Р.З. Валиев, М.М. Мышляев, М.М. Бикбулатов, С.П. Лебедич. *ФММ* **89**, 3, 107 (2000).
- [3] Z. Horita, M. Furukawa, M. Nemoto, A.J. Barnes, T.G. Langdon. *Acta Mater.* **48**, 14, 3633 (2000).
- [4] М.М. Мышляев, М.А. Прокунин, В.В. Шпейзман. *ФТТ* **43**, 5, 833 (2001).
- [5] М.М. Мышляев, В.В. Шпейзман, М.М. Камалов. *ФТТ* **43**, 11, 2015 (2001).
- [6] K. Neishi, Z. Horita, T.G. Langdon. *Scripta Mater.* **45**, 8, 965 (2001).
- [7] В.А. Степанов, В.В. Шпейзман. В кн.: Термопрочность металлов и конструктивных элементов. Наук. думка, Киев (1969). С. 82.
- [8] Г.В. Владимирова, В.А. Лихачев, М.М. Мышляев, С.С. Олевский. *ФММ* **31**, 2, 177 (1971).
- [9] А.Н. Орлов, В.А. Степанов, В.В. Шпейзман. В сб.: Физика металлов и металловедение (№ 341). ЛПИ, Л. (1975). С. 3.
- [10] V.A. Likhachev, M.M. Myshlyayev, O.N. Sen'kov. *Laws of the Superplastic Behavior of Aluminum in Torsion*. Lawrence Livermore National Laboratory, Livermore (1987). P. 45.
- [11] М.М. Мышляев, М.М. Камалов, М.А. Прокунин, М.М. Мышляева. *Металлы* **1**, 99 (2003).
- [12] M. Furukawa, Y. Iwahashi, Z. Horita, M. Nemoto, T.G. Langdon. *Mat. Sci. Eng. A* **257**, 328 (1998).
- [13] A. Nadai. *Theory of Flow and Fracture of Solids*. N.Y., Toronto, London (1950). [А. Надаи. Пластичность и разрушение твердых тел. ИЛ, М. (1954). 647 с.]
- [14] J.H. Pointing. *Proc. Roy. Soc. A* **86**, 534 (1912).

- [15] J. Friedel. *Dislocations*. Pergamon Press, Oxford (1964). [Ж. Фридель. Дислокации. Мир, М. (1967). 643 с.]
- [16] J. Weertman, J.R. Weertman. In: *Physical Metallurgy* / Ed. R.W. Cahn. North-Holland Publ. Com., Amsterdam (1965). Ch. XVI. [Дж. Виртман, Дж.Р. Виртман. В кн.: Физическое металловедение. Мир, М. (1968). С. 216.]